

Yoshiharu HASEGAWA et al
U.S. Serial No. 10/674 283
U.S. Filing Date: Sept. 29, 2003

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日
Date of Application: 2 0 0 2 年 1 0 月 2 日

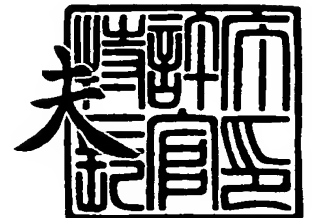
出 願 番 号
Application Number: 特 願 2 0 0 2 - 2 8 9 6 6 2
[ST. 10/C]: [J P 2 0 0 2 - 2 8 9 6 6 2]

出 願 人
Applicant(s): 株式会社デンソー
住友軽金属工業株式会社

2 0 0 3 年 9 月 1 6 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康 夫



出証番号 出証特 2 0 0 3 - 3 0 7 5 5 4 1

【書類名】	特許願
【整理番号】	LMP02050
【提出日】	平成14年10月 2日
【あて先】	特許庁長官殿
【国際特許分類】	C22C 21/00
【発明者】	
【住所又は居所】	愛知県刈谷市昭和町 1 丁目 1 番地 株式会社デンソー内
【氏名】	長谷川 義治
【発明者】	
【住所又は居所】	愛知県刈谷市昭和町 1 丁目 1 番地 株式会社デンソー内
【氏名】	宮地 治彦
【発明者】	
【住所又は居所】	東京都港区新橋 5 丁目 1 1 番 3 号 住友軽金属工業株式 会社内
【氏名】	小山 高弘
【発明者】	
【住所又は居所】	東京都港区新橋 5 丁目 1 1 番 3 号 住友軽金属工業株式 会社内
【氏名】	正路 美房
【特許出願人】	
【識別番号】	000004260
【氏名又は名称】	株式会社デンソー
【特許出願人】	
【識別番号】	000002277
【氏名又は名称】	住友軽金属工業株式会社

【代理人】

【識別番号】 100071663
【弁理士】
【氏名又は名称】 福田 保夫
【電話番号】 03-3251-5075

【選任した代理人】

【識別番号】 100098682
【弁理士】
【氏名又は名称】 赤塚 賢次

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 027328
【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1
【物件名】 図面 1
【物件名】 要約書 1
【包括委任状番号】 9712824

【ブルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材およびその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項1】 $Mn: 0.3 \sim 1.5\%$ (質量%、以下同じ)、 $Cu: 0.20\%$ 以下、 $Ti: 0.10 \sim 0.20\%$ 、 $Fe: 0.20\%$ を越え 0.60% 以下、 $Si: 0.50\%$ 以下を含有し、残部 Al および不純物からなるアルミニウム合金より構成されるアルミニウム合金管の焼鈍材であって、平均結晶粒径が $100\mu m$ 以下であり、粒子径 (円相当直径、以下同じ) が $10\mu m$ 以上の Ti 系化合物が同一の結晶粒内に2個以上連なって存在しないことを特徴とする耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材。

【請求項2】 前記アルミニウム合金が、さらに $Mg: 0.4\%$ 以下 (0% を含まず、以下同じ) を含有することを特徴とする請求項1記載の耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材。

【請求項3】 前記アルミニウム合金が、さらに $Cr: 0.01 \sim 0.2\%$ 、 $Zr: 0.01 \sim 0.2\%$ のうちの1種または2種を含有することを特徴とする請求項1または2記載の耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材。

【請求項4】 前記アルミニウム合金が、さらに $Zn: 0.01 \sim 0.1$ 、 $In: 0.001 \sim 0.05\%$ 、 $Sn: 0.001 \sim 0.05\%$ のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材。

【請求項5】 請求項1～4のいずれかに記載のアルミニウム合金のビレットをアルミニウム合金管に熱間押出加工し、該アルミニウム合金管を冷間抽伸加工した後、焼鈍処理する工程において、冷間抽伸加工の加工度を 30% 以上とし、熱間押出加工と冷間抽伸加工の合計加工度を 99% 以上とし、且つ焼鈍処理時の昇温速度を $200^{\circ}C/h$ 以上とすることを特徴とする耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材の製造方法。但し、加工度とは $\{ (成形前の断面積 - 成形後の断面積) / (成形前の断面積) \} \times 100\%$ 。

【発明の詳細な説明】**【0001】****【発明の属する技術分野】**

本発明は、自動車配管用アルミニウム合金管材、とくに、自動車用のラジエータやヒータを結ぶ配管、あるいはエバポレータ、コンデンサやコンプレッサを結ぶ配管として好適に使用し得る耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材およびその製造方法に関する。

【0002】**【従来の技術】**

自動車のラジエータやヒータを結ぶ経路、エバポレータ、コンデンサやコンプレッサを結ぶ経路の配管は、管端にバルジ加工による拡管を行って、ラジエータ、ヒータ、エバポレータ、コンデンサ、コンプレッサと接続されており、ラジエータなどへの配管はゴムホースと金属製バンドで締め付けることにより接続される。従来、この配管材としては、3003などのAl-Mn系合金からなる単管、Al-Mn系合金を芯材とし、7072などのAl-Zn系合金の犠牲陽極材をクラッドしてなる2層または3層のクラッド管が使用されている。

【0003】

Al-Mn系合金の配管材は、過酷な環境下で使用された場合、孔食や粒界腐食が生じ易く、ゴムホースと接続されると、ゴムホースの下側すなわち配管材の外側に隙間腐食が発生するという問題点がある。クラッド管を使用した場合には、前記の孔食や隙間腐食の発生を抑制することができるが、大幅なコストアップとなるという難点がある。

【0004】

上記の問題を解決するために、Al-Mn系合金に、Cu、Tiを加え、Fe、Siの含有量を特定範囲に限定して、耐隙間腐食性を改善した配管材が提案されている（特許文献1）。この配管材は、多くの使用環境下において満足すべき特性を有しているが、配管として使用する場合、管端のバルジ加工等において、加工性が十分でない場合があり、また、とくに厳しい腐食環境に晒された場合、耐食性に問題が生じることが経験されている。

【0 0 0 5】

発明者らは、上記 A l - M n 系合金配管材における加工性および耐食性の低下の問題を解明するための検討過程において、耐食性の低下が、合金マトリックス中に存在する各種金属間化合物とマトリックスとの間に生じるマイクロガルバニック腐食に起因すること、また、金属間化合物の分散状態が管端の加工性に影響することを見出し、この知見に基づいて、耐食性および加工性に優れた配管材として、M n : 0 . 3 ~ 1 . 5 %、C u : 0 . 2 0 % 以下、T i : 0 . 0 6 ~ 0 . 3 0 %、F e : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 0 %、S i : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 0 % を含有し、残部 A l および不純物からなるアルミニウム合金よりなり、マトリックス中に存在する S i 系化合物、F e 系化合物および M n 系化合物のうち、粒子径が 0 . 5 μ m 以上の化合物が 1 m m² 当たり 2×10^4 個以下であることを特徴とするアルミニウム合金材を提案した（特許文献 2）。

【0 0 0 6】

【特許文献 1】

特開平 4 - 2 8 5 1 3 9 号公報

【特許文献 2】

特開 2 0 0 2 - 1 8 0 1 7 1 号公報

【0 0 0 7】

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、特許文献 2 に記載される配管用アルミニウム合金材においても、実際に配管として使用する場合、管端のバルジ加工による拡管時になお管端割れが生じることが経験され、この問題を解消するために、さらに実験、検討を重ねた結果、管端割れは合金材のマトリックス中に T i 系化合物が連なっていることに起因し、これが割れの起点となることを究明した。

【0 0 0 8】

本発明は、この究明結果に基づいてなされたものであり、その目的は、特許文献 2 のものより管端のバルジ加工性に優れ、且つ厳しい腐食環境において優れた耐食性をそなえた自動車配管用アルミニウム合金管材およびその製造方法を提供することにある。

【0009】

【課題を解決するための手段】

上記の目的を達成するための本発明の請求項1による耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材は、Mn：0.3～1.5%、Cu：0.20%以下、Ti：0.10～0.20%、Fe：0.20%を越え0.60%以下、Si：0.50%以下を含有し、残部Alおよび不純物からなるアルミニウム合金より構成されるアルミニウム合金管の焼鈍材であって、平均結晶粒径が $100\mu\text{m}$ 以下であり、粒子径（円相当直径、以下同じ）が $10\mu\text{m}$ 以上のTi系化合物が同一の結晶粒内に2個以上連なって存在しないことを特徴とする。

【0010】

請求項2による耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材は、請求項1において、前記アルミニウム合金が、さらにMg：0.4%以下を含有することを特徴とする。

【0011】

請求項3による耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材は、請求項1または2において、前記アルミニウム合金が、さらにCr：0.01～0.2%、Zr：0.01～0.2%のうちの1種または2種を含有することを特徴とする。

【0012】

請求項4による耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材は、請求項1～3において、前記アルミニウム合金が、さらにZn：0.01～0.1、In：0.001～0.05%、Sn：0.001～0.05%のうちの1種または2種以上を含有することを特徴とする。

【0013】

また、請求項5による耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材の製造方法は、請求項1～4のいずれかに記載のアルミニウム合金のビレットをアルミニウム合金管に熱間押出加工し、該アルミニウム合金管を冷間抽伸加工した後、焼鈍処理する工程において、冷間抽伸加工の加工度を30%以上とし、熱間押出加工と冷間抽伸加工の合計加工度を99%以上とし、且つ焼鈍処

理時の昇温速度を $200^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 以上とすることを特徴とする。但し、加工度とは $\{(\text{成形前の断面積} - \text{成形後の断面積}) / (\text{成形前の断面積})\} \times 100\%$ 。

【0014】

【発明の実施の形態】

本発明の耐食性および加工性に優れた自動車配管用アルミニウム合金管材における合金成分の意義およびその限定理由について説明すると、Mn は、強度を高めるとともに、耐食性とくに耐孔食性を向上させるよう機能する元素である。Mn の好ましい含有量は $0.3 \sim 1.5\%$ の範囲であり、 0.3% 未満ではその効果が十分でなく、 1.5% を越えると、Mn 系化合物の粒子が多数形成され耐食性が低下する。Mn のさらに好ましい含有範囲は 0.8% 以上、 1.2% 未満である。

【0015】

Cu は、合金の強度向上のために機能する。好ましい含有量は 0.20% 以下 (0% を含まず) の範囲であり、 0.20% を越えて含有すると耐食性が低下する。Cu のさらに好ましい含有範囲は $0.05 \sim 0.10\%$ である。

【0016】

Ti は、濃度の高い領域と濃度の低い領域に分かれ、それらの領域が肉厚方向に交互に層状に分布し、Ti 濃度の低い領域は Ti 濃度の高い領域に比べて優先的に腐食するために腐食形態が層状となり、その結果、肉厚方向への腐食の進行が妨げられて、材料の耐孔食性、耐粒界腐食性および耐隙間腐食性が向上する。Ti の好ましい含有量は $0.10 \sim 0.20\%$ の範囲であり、 0.10% 未満ではその効果が十分でなく、 0.20% を越えると、粗大な化合物が多数生成し、拡管時の割れが生じ易くなる。

【0017】

Fe は、焼鈍後の結晶粒度を小さくする。Fe の好ましい含有量は 0.20% を越え、 0.60% 以下の範囲であり、 0.20% 以下ではその効果が小さく、 0.60% を越えると、Fe 系化合物の粒子が多数形成され耐食性が低下する。

【0018】

Si は、Fe と同様、焼鈍後の結晶粒度を小さくする。Si の好ましい含有量

は 0.50%以下（0%を含まず）の範囲であり、0.50%を越えると、Si 系化合物の粒子が多数形成され耐食性が低下する。

【0019】

Mg は、強度を高め、結晶粒度を小さくするよう機能する。Mg の好ましい含有量は 0.4%以下（0%を含まず）の範囲であり、0.4%を越えると押出加工性が低下し、耐食性の低下も生じる。Mg のさらに好ましい含有範囲は 0.20%以下である。

【0020】

Cr、Zr は、Ti と同様、濃度の高い領域と濃度の低い領域に分かれ、それらの領域が肉厚方向に交互に層状に分布し、Cr および Zr の濃度の低い領域は Cr および Zr の濃度の高い領域に比べて優先的に腐食するために腐食形態が層状となり、その結果、肉厚方向への腐食の進行が妨げられて、材料の耐孔食性、耐粒界腐食性および耐隙間腐食性が向上する。Cr および Zr の好ましい含有量は、それぞれ Cr : 0.01~0.2% および Zr : 0.01~0.2% の範囲であり、それぞれ下限未満ではその効果が小さく、それぞれ上限を越えると、 casting 時に粗大化合物が生成して extrusion 時に割れが生じ易くなる。

【0021】

Zn、In および Sn は、腐食形態を全面腐食型として、孔食による板厚方向への腐食の進行を抑制する。Zn、In および Sn の好ましい含有量は、それぞれ Zn : 0.01~0.1%、In : 0.001~0.05% および Sn : 0.001~0.05% の範囲であり、それぞれ下限未満ではその効果が十分でなく、それぞれ上限を越えると耐食性が低下する。

【0022】

本発明のアルミニウム合金管材においては、平均結晶粒径が $100\mu\text{m}$ 以下であり、マトリックス中に粒子径（円相当直径） $10\mu\text{m}$ 以上の Ti 系化合物が同一の結晶粒内に 2 個以上連なって存在しないことが重要であり、平均結晶粒径が $100\mu\text{m}$ を越えると、extrusion 時の材料の伸び変形が不均一となり、肌荒れや割れが生じ易くなる。平均結晶粒径が $100\mu\text{m}$ 以下であっても、粒子径 $10\mu\text{m}$ 以上の Ti 系化合物が、例えば図 1 に示すように、同一の結晶粒内に 2 個以上連な

って存在すると、拡管時に応力が集中し、Ti化合物が起点となって割れが発生する。

【0023】

本発明による自動車配管用アルミニウム合金管材は、前記の組成を有するアルミニウム合金溶湯を連続鑄造（半連続鑄造）によりビレットに造塊し、得られたビレットを均質化处理した後、熱間押出加工を行って管形状に成形加工し、さらに冷間抽伸加工した後、焼鈍処理してO材とすることにより製造される。

【0024】

本発明では、上記の製造工程において、冷間抽伸加工の加工度を30%以上とし、熱間押出加工と冷間抽伸加工の合計加工度を99%以上とし、且つ焼鈍処理時の昇温速度を200℃/h以上とすることが好ましい。加工度は、 $\{ (\text{成形前の断面積} - \text{成形後の断面積}) / (\text{成形前の断面積}) \} \times 100\%$ で表される。

【0025】

冷間抽伸加工度が30%未満の場合には、焼鈍後の結晶粒度が粗大となって、Ti化合物が同一結晶粒内に2個以上連なって存在し易くなり、拡管加工時に割れが生じ易くなる。熱間押出加工と冷間抽伸加工の合計加工度が99%未満の場合には、鑄造時に生成したTi化合物が十分に分散されないため、一箇所に集まって存在し易くなり、拡管加工時に割れを引き起こす。

【0026】

焼鈍処理時の昇温速度が小さいほど焼鈍後の結晶粒径は大きくなり、同一結晶粒内にTi化合物が連なって存在し易くなるため、拡管加工時に割れが生じ易くなる。とくに、冷間抽伸加工されたアルミニウム管材をコイル状にして焼鈍処理する場合には、熱容量が大きいので、昇温速度を大きくすることは大幅なコストアップとなる。本発明においては、昇温速度を200℃/h以上とすることにより微細な結晶粒が得られる。

【0027】

【実施例】

以下、本発明の実施例を比較例と対比して説明する。これらの実施例は、本発明の好ましい一実施態様を示すものであり、本発明はこれらに限定されるもので

はない。

【0028】

実施例 1

半連続铸造により、表 1～2 に示す組成を有するアルミニウム合金のビレット（直径 100 mm）を造塊し、均質化处理を行った。ついで、熱間押出により、外径 40 mm、肉厚 3 mm の押出素管を作製し、さらに、冷間抽伸加工を行って外径 18 mm、肉厚 1 mm の抽伸管として後、300℃/h の昇温速度で 450℃ の温度に加熱して焼鈍処理を行った。冷間抽伸加工度、押出および抽伸の合計加工度は、それぞれ 84.7%、99.3% であった。

【0029】

焼鈍後の管（試験材）について、機械的性質を測定するとともに、外周面における平均結晶粒径（ μm ）を ASTM-E 112 に示される比較法により測定し、また、以下の方法により、Ti 化合物の分布形態を測定し、バルジ加工性、耐食性を評価した。測定、評価結果を表 3～4 に示す。

【0030】

Ti 化合物の分布形態：光学顕微鏡組織を 100 倍に拡大した画像 10 視野（面積合計 0.2 mm²）の観察を行い、単一の結晶粒内に存在する粒子径（円相当直径）10 μm 以上の Ti 化合物の最大数を計測した。

バルジ加工性：管端にバルジ加工を行い、肌荒れの有無を観察し、肌荒れの無いものはバルジ加工性が良好（○）、肌荒れまたは割れが生じたものはバルジ加工性が不良（×）とした。

耐食性評価：管外面について CASS 試験を 672 時間行い、管外面に生じる孔食の最大腐食深さを測定した。

【0031】

【表1】

組 成 (mass%)							
金	Si	Fe	Mn	Cu	Ti	Mg	その他
1	0.15	0.45	1.20	0.05	0.16	--	
2	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	
3	0.10	0.30	0.40	0.10	0.15	--	
4	0.10	0.30	1.40	0.10	0.16	--	
5	0.10	0.30	1.00	0.00	0.15	0.10	
6	0.10	0.30	1.00	0.19	0.16	--	
7	0.10	0.30	1.00	0.10	0.10	--	
8	0.10	0.30	1.00	0.10	0.18	--	
9	0.10	0.22	1.00	0.10	0.16	0.20	
10	0.10	0.58	1.00	0.10	0.16	--	
11	0.02	0.30	1.00	0.10	0.16	0.20	
12	0.48	0.30	1.00	0.10	0.16	--	
13	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	0.38	
14	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Zn0.03
15	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	0.10	In0.01
16	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	0.20	Sn0.01
17	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Zn0.09
18	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	0.20	In0.05
19	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Sn0.05
20	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Cr0.03

【 0 0 3 2 】

【表 2】

組 成 (mass%)							
合	Si	Fe	Mn	Cu	Ti	Mg	その他
21	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Zr0.03
22	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Cr0.18
23	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Zr0.18
24	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Zn0.03 In0.01
25	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Zn0.03 Cr0.01
26	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	In0.01 Cr0.01
27	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	In0.01 Zr0.01
28	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Zn0.03 Zr0.01
29	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Sn0.01 Cr0.02

【0033】

【表3】

試 験 材	合 金	引張強さ MPa	平均結晶 粒径 μm	Ti化合物 分布形態 個	バルジ 加工性	耐食性 最大腐食深さ mm
1	1	110	35	0	○	0.45
2	2	109	50	1	○	0.38
3	3	75	50	0	○	0.38
4	4	120	50	0	○	0.64
5	5	120	50	0	○	0.20
6	6	122	50	1	○	0.71
7	7	110	50	0	○	0.62
8	8	110	50	1	○	0.35
9	9	107	80	0	○	0.25
10	10	113	30	1	○	0.70
11	11	107	60	0	○	0.40
12	12	112	40	0	○	0.52
13	13	125	50	1	○	0.38
14	14	112	50	0	○	0.35
15	15	110	50	0	○	0.39
16	16	112	50	0	○	0.42
17	17	110	50	0	○	0.52
18	18	109	50	1	○	0.60
19	19	109	50	0	○	0.58
20	20	110	50	0	○	0.42

《表注》 Ti化合物分布形態: 単一結晶粒内のTi化合物の最大数

【0034】

【表4】

試 材	合 金	引張強さ MPa	平均結晶 粒径 μm	Ti化合物 分布形態 個	バルジ 加工性	耐食性 最大腐食深さ mm
21	21	108	50	1	○	0.38
22	22	110	50	0	○	0.58
23	23	113	50	0	○	0.58
24	24	112	50	0	○	0.50
25	25	110	50	0	○	0.45
26	26	110	50	1	○	0.45
27	27	110	50	0	○	0.36
28	28	111	50	0	○	0.45
29	29	111	50	0	○	0.47

【0035】

表3～4にみられるように、本発明に従う試験材No. 1～29はいずれも、70～130MPaの引張強さを示し、平均結晶粒径も100 μm 以下と細かくバルジ加工性は良好であった。また、最大腐食深さはいずれも0.80mm未満であり、優れた耐食性をそなえていた。なお、本発明に従う試験材については、押出加工性が良好で製造性に問題がなく健全な試験材が得られた。

【0036】

比較例1

半連続鋳造により、表5に示す組成を有するアルミニウム合金のビレット（直径100mm）を造塊し、均質化処理を行った。ついで、熱間押出により、外径40mm、肉厚3mmの押出素管を作製し、さらに、冷間抽伸加工を行って外径18mm、肉厚1mmの抽伸管として後、300℃/hの昇温速度で450℃の

温度に加熱して焼鈍処理を行った。冷間抽伸加工度、押出および抽伸の合計加工度は、それぞれ 84.7%、99.3%であった。

【0037】

焼鈍後の管（試験材）について、実施例 1 と同様に、機械的性質と外周面における平均結晶粒径を測定し、また、Ti 化合物の分布形態を測定し、バルジ加工性、耐食性を評価した。測定、評価結果を表 6 に示す。なお、表 5～6 において、本発明の条件を外れたものには下線を付した。

【0038】

【表5】

組 成 (mass%)							
金	Si	Fe	Mn	Cu	Ti	Mg	その他
34	0.10	0.30	<u>0.20</u>	0.10	0.16	--	
35	0.10	0.30	<u>1.60</u>	0.10	0.16	0.20	
36	0.10	0.30	1.00	<u>0.30</u>	0.16	--	
37	0.10	0.30	1.00	0.10	<u>0.08</u>	--	
38	0.10	0.30	1.00	0.00	<u>0.22</u>	--	
39	0.10	<u>0.10</u>	1.00	0.19	0.16	0.20	
40	0.10	<u>0.80</u>	1.00	0.10	0.16	--	
41	<u>0.70</u>	0.30	1.00	0.10	0.16	--	
42	0.10	0.22	1.00	0.10	0.16	<u>0.60</u>	
43	0.10	0.58	1.00	0.10	0.16	--	Zn0.3
44	0.02	0.30	1.00	0.10	0.16	--	In0.1
45	0.48	0.30	1.00	0.10	0.16	0.10	Sn0.1
46	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	0.10	Cr0.4
47	0.10	0.30	1.00	0.10	0.16	--	Zr0.4
48	0.25	0.45	1.20	0.15	<u>0.00</u>	--	
49	0.10	<u>0.80</u>	1.00	<u>0.30</u>	<u>0.22</u>	--	

【0039】

【表6】

試 験 材	合 金	引張強さ MPa	平均結晶 粒径 μm	Ti化合物 分布形態 個	バルジ 加工性	耐食性 最大腐食深さ mm
34	34	68	40	0	○	0.37
35	35	125	40	1	○	0.86
36	36	133	40	0	○	1.00
37	37	110	40	0	○	0.87
38	38	110	40	<u>3</u>	×	0.38
39	39	107	120	<u>2</u>	×	0.35
40	40	118	25	0	○	0.90
41	41	120	30	0	○	0.88
42	42	--	--	--	--	--
43	43	109	40	0	○	>1(貫通)
44	44	111	40	0	○	0.91
45	45	111	40	1	○	0.82
46	46	113	40	0	×	0.90
47	47	110	40	0	×	0.86
48	48	112	40	0	○	>1(貫通)
49	49	135	30	<u>2</u>	×	0.90

【0040】

表6に示すように、試験材No. 34は、Mn量が少ないため強度が十分でなく、試験材No. 35は、Mn量が多いためMn系化合物が多くなり、耐食性が劣る。試験材No. 36は、Cu量が多いため耐食性が劣る。

【0041】

試験材 No. 37 は、Ti 量が少ないため耐食性が十分でなく、試験材 No. 38 は、Ti 量が多いため casting 時に粗大な化合物が生成して加工性が低下し、バルジ加工性が劣る。試験材 No. 39 は、Fe 量が少ないため平均結晶粒径が大きくなり、バルジ加工において肌荒れが生じた。試験材 No. 40 は、Fe 量が多いため Fe 系化合物が多くなり、耐食性が劣っている。

【0042】

試験材 No. 41 は、Si 量が多いため Si 系化合物が多くなり、耐食性が低下している。試験材 No. 42 は、Mg 量が多いため extrusion 加工性が低下し、健全な試験材を得ることができなかった。試験材 No. 43 は Zn 量が多いため、試験材 No. 44 は In 量が多いため、また試験材 No. 45 は Sn 量が多いため、いずれも耐食性が劣る。

【0043】

試験材 No. 46 は Cr 量が多いため、また試験材 No. 47 は Zr 量が多いため、いずれも casting に粗大な化合物が生成して加工性を低下させ、バルジ加工で肌荒れや割れが生じた。試験材 No. 48 は従来の 3003 合金からなるものであり耐食性が劣る。試験材 No. 49 は、Fe、Cu、Ti 量が多いため、耐食性、バルジ加工性ともに劣っている。

【0044】

実施例 2、比較例 2

半連続 casting により、Si: 0.10%、Fe: 0.30%、Mn: 1.00%、Cu: 0.10%、Ti: 0.16% を含有し、残部 Al および不純物からなるアルミニウム合金のピレット (直径 60~200 mm) を造塊し、均質化処理を行った。ついで、熱間 extrusion により、外径 20~40 mm、肉厚 1.2~3 mm の extrusion 素管を作製し、さらに、冷間抽伸加工を行って外径 8~18 mm、肉厚 1 mm の抽伸管として後、100~1000 °C/h の昇温速度で 450 °C の温度に加熱して焼鈍処理を行った。

【0045】

焼鈍後の管 (試験材) について、実施例 1 と同様に、機械的性質と外周面における結晶粒径を測定し、また、Ti 化合物の分布形態を測定し、バルジ加工性、

耐食性を評価した。各試験材のビレット直径、押出素管寸法、抽伸管寸法、冷間抽伸加工度、押出および抽伸の合計加工度および焼鈍温度への昇温速度を表 7 に示す。また、測定、評価結果を表 8 に示す。なお、表 7～8 において、本発明の条件を外れたものには下線を付した。

【0046】

【表 7】

試 験 材	ビレット 直径	押出素管		抽伸管		冷間抽伸 加工度	合 計 加工度	焼鈍処理 昇温速度
	mm	外径	肉厚	外径	肉厚	%	%	℃/h
30	200	40	3	18	1	84.7	99.8	300
31	100	40	3	8	1	93.7	99.7	300
32	100	20	2	18	1	52.8	99.3	300
33	100	40	3	18	1	84.7	99.3	1000
50	60	40	3	18	1	84.7	<u>98.1</u>	300
51	100	20	1.2	18	1	<u>24.6</u>	99.3	300
52	60	40	1.2	18	1	<u>24.6</u>	<u>98.1</u>	300
53	60	20	3	18	1	84.7	<u>98.1</u>	<u>100</u>

【0047】

【表 8】

試 験 材	引張強さ MPa	平均結晶 粒径 μm	Ti化合物 分布形態 個	バルジ 加工性	耐食性 最大腐食深さ mm
30	109	50	1	○	0.45
31	111	40	0	○	0.48
32	110	70	0	○	0.43
33	110	35	0	○	0.41
50	110	60	<u>2</u>	×	0.43
51	107	<u>110</u>	<u>2</u>	×	0.47
52	108	<u>120</u>	<u>4</u>	×	0.41
53	107	<u>120</u>	<u>2</u>	×	0.38

【0048】

表 8 にみられるように、本発明に従う試験材 No. 30～33 はいずれも、70～130 MPa の引張強さを示し、平均結晶粒径も 100 μm 未満と細かくバルジ加工性は良好であった。また、最大腐食深さはいずれも 0.80 mm 未満であり、優れた耐食性をそなえていた。なお、本発明に従う試験材については、押出加工性が良好で製造性に問題がなく健全な試験材が得られた。

【0049】

これに対して、試験材 No. 50 は熱間押出加工および冷間抽伸加工の全加工度が小さいため、鑄造時に生成した Ti 化合物が十分に分散されず、加工性が劣り、バルジ加工において割れが生じた。試験材 No. 51 は冷間抽伸加工度が小さく、また試験材 No. 52 は冷間抽伸加工度、全加工度が共に小さいため、結晶粒が粗大となりバルジ加工で割れが生じた。試験材 No. 53 は焼鈍処理時の



昇温速度が小さいため、結晶粒が粗大となりバルジ加工で割れが生じた。

【0050】

【発明の効果】

本発明によれば、管端のバルジ加工による拡張加工性に優れるとともに、厳しい腐食環境における耐食性にも優れた自動車配管用アルミニウム合金管材およびその製造方法が提供される。当該自動車配管用アルミニウム合金管材は、とくに、自動車用のラジエータやヒータを結ぶ配管、あるいはエバポレータ、コンデンサやコンプレッサを結ぶ配管用材料として好適に使用される。

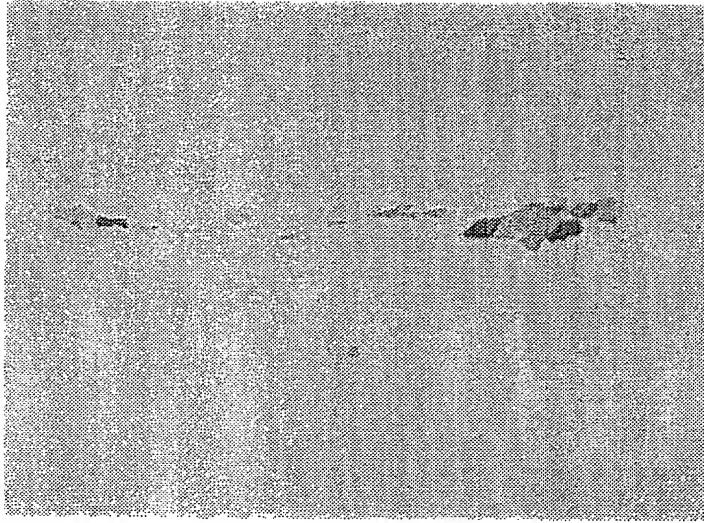
【図面の簡単な説明】

【図1】

Ti化合物の連なりの一例を示す顕微鏡写真（倍率：100倍）である。

【書類名】 図面

【図 1】






【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 管端のバルジ加工性による拡張加工性に優れるとともに、耐食性にも優れ、とくに、自動車用のラジエータやヒータを結ぶ配管、あるいはエバポレータ、コンデンサやコンプレッサを結ぶ配管用材料として好適に使用される自動車配管用アルミニウム合金管材およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 Mn : 0.3 ~ 1.5 %、Cu : 0.20 %以下、Ti : 0.10 ~ 0.20 %、Fe : 0.20 %を越え 0.60 %以下、Si : 0.50 %以下を含有し、残部 Al および不純物からなるアルミニウム合金より構成されるアルミニウム合金管の焼鈍材であって、平均結晶粒径が $100\ \mu\text{m}$ 以下であり、粒子径（円相当直径、以下同じ）が $10\ \mu\text{m}$ 以上の Ti 系化合物が同一の結晶粒内に 2 個以上連なって存在しないことを特徴とする。

【選択図】 なし



特願 2 0 0 2 - 2 8 9 6 6 2

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[0 0 0 0 0 4 2 6 0]

1 . 変更年月日

1 9 9 6 年 1 0 月 8 日

[変更理由]


名称変更

住 所

愛知県刈谷市昭和町 1 丁目 1 番地

氏 名

株式会社デンソー



特願 2 0 0 2 - 2 8 9 6 6 2

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[0 0 0 0 0 2 2 7 7]

1 . 変更年月日

1 9 9 0 年 8 月 2 0 日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都港区新橋 5 丁目 1 1 番 3 号

氏 名

住友軽金属工業株式会社